

Determinación de macro-esfuerzos residuales por difracción de rayos X: Técnica de la doble exposición y su aplicación a aceros de bajo carbono laminados en frío

Jorge Garín Córdova*

RESUMEN. Mediante la técnica de difracción de rayos X conocida como método de la doble exposición, se determinaron los macro esfuerzos residuales inducidos en un acero corriente de bajo carbono, por laminación en frío en el rango de 10-90% de reducción. El estudio se realizó con el propósito de definir la distribución de esfuerzos sobre la superficie de las muestras, y encontrar los parámetros experimentales que optimizan la técnica empleada, para su posterior aplicación a problemas de interés tecnológico.

La suma de esfuerzos principales, $\sigma_1 + \sigma_2$, así como también los esfuerzos medidos en algunas direcciones particulares, resultaron ser esfuerzos de tracción a bajas deformaciones, y de compresión a altas reducciones. Los valores absolutos máximos obtenidos son de 367 MPa para $\sigma_1 + \sigma_2$, 178 MPa según la dirección de laminación y 292 MPa según la dirección transversal.

La magnitud de los esfuerzos aumenta con la deformación hasta alcanzar un valor constante sobre 40-50% de reducción. Este comportamiento se discute en términos de la recuperación dinámica que ocurre durante el proceso de deformación.

Finalmente, se exponen algunas conclusiones sobre la técnica empleada.

SUMMARY. Macro-residual stresses induced in a plain low-carbon steel by cold rolling in the range of 10-90% reduction, were determined by means of X-ray diffraction through the so called double exposure technique. This research was carried out in order to determine the stress distribution on the specimen surface, and to figure out the best experimental parameters pointing towards application to practical cases of technological interest.

The sum of principal residual stresses, $\sigma_1 + \sigma_2$, as well as the stresses measured along a few particular directions, are tension stresses at low deformations and compression stresses at higher ones. The absolute maximum values are 367 MPa for $\sigma_1 + \sigma_2$, 178 MPa along rolling direction and 292 MPa along transversal direction.

The magnitude of the stresses increases with plastic deformation in all cases, to become, approximately constant above 40-50% reduction. This behaviour is further discussed on the basis of dynamic recovery undergoing during the deformation process.

Conclusions are finally drawn for the employed X-ray stress evaluation technique.

INTRODUCCIÓN

La determinación experimental de esfuerzos ejercidos externamente sobre los materiales, utiliza técnicas ampliamente conocidas y aplicables en muchas áreas de la ingeniería. Sin embargo, la presencia de esfuerzos residuales originados en el material por procesos de manufacturación o de ensamblado, no ha recibido en el pasado la atención que merece en relación con el diseño de ingeniería y las diferentes normas exigidas por el control de calidad. Dichos esfuerzos pueden resultar en fallas repentinas de las piezas en servicio, o propender a crear condiciones desfavorables tales como agrietamiento por corrosión bajo tensiones. En la actualidad se reconoce el hecho de que los esfuerzos residuales han sido la causa común y directa de

muchos accidentes que han significado la destrucción de piezas componentes, máquinas y diversos tipos de estructuras metálicas [1]. Resulta evidente, entonces, la necesidad de cuantificar in situ los esfuerzos que afectan al material, lo cual demanda la aplicación de técnicas no destructivas que, junto con proporcionar resultados confiables, requieran una metodología relativamente simple y de bajo costo operacional.

Se conocen varias técnicas de medición de esfuerzos residuales [2], de las cuales cabe destacar, por sus mayores aplicaciones prácticas, el método de perforación localizada [3], el método ultrasónico [4], la técnica de análisis de ruido de Barkausen [5] y las técnicas de difracción de rayos X [6]. La primera de ellas comprende un procedimiento de análisis semidestructivo, por cuanto el material se debe perforar en la zona de medición; por su parte, el método ultrasónico demandará aún bastante trabajo de investigación para adecuarlo en forma práctica a situaciones reales,

*Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería USACH.

mientras que la técnica de análisis de Barkausen se limita al estudio de materiales ferromagnéticos.

El método de difracción de rayos X ha demostrado ser el único método de análisis no destructivo de esfuerzos residuales, que proporciona resultados relativamente precisos y confiables, a la vez que se trata de una técnica de aplicación más simple que las mencionadas anteriormente. Aun cuando la metodología se mantuvo durante largo tiempo restringida al trabajo de laboratorio, su adaptación a mediciones en terreno ha logrado un creciente avance en los últimos años, caracterizado por el uso de equipos portátiles, compactos y de mayor rapidez de operación, sin que ello se haya traducido en reducción significativa de la precisión de las mediciones.

Este trabajo describe la aplicación de la técnica de difracción de rayos X a la determinación de macro-esfuerzos residuales, inducidos por laminación en frío de un acero de bajo carbono, en el rango de reducción de 10 a 90%. Además de obtenerse las características del estado de tensiones del material, se considera de gran importancia conocer los parámetros experimentales que optimizan la técnica empleada, para su posterior aplicación a problemas de interés tecnológico.

FUNDAMENTOS

Cuando un agregado policristalino es sometido a esfuerzos externos, las deformaciones que experimenta cada grano dependen, entre otros factores, de las restricciones que imponen los granos circundantes, las que son de naturaleza compleja. El efecto de estas restricciones se manifiesta durante la deformación plástica del material, en la forma de esfuerzos internos desarrollados en los granos, los cuales tienden a permanecer como tensiones residuales, una vez retiradas las cargas externas. Los macro esfuerzos residuales se presentan en diferentes grados en los sistemas metálicos, como consecuencia de los procesos usuales de manufacturación. Específicamente son creados por todos aquellos procesos que resultan en una deformación plástica no homogénea; se pueden considerar como un promedio estadístico de los esfuerzos distribuidos en una longitud finita de material, normalmente del orden de milímetros o fracciones de milímetro, a diferencia de los micro esfuerzos residuales, que se encuentran confinados en una extensión del orden de micrones dentro del grano metálico, y muestran estrecha relación con la densidad y arreglo de dislocaciones en el material [7].

En un contexto amplio, hay evidencia de que los procesos que se detallan a continuación inducen esfuerzos residuales en el material:

- a) Conformado mecánico.
Laminación, extrusión, trefilación, estirado, flexión, doblado, torsión, forja, estampado y embutido profundo.
- b) Transformaciones de fases.
Solidificación, cementación, nitruración, temple y revenido.
- c) Otros procesos
Soldadura, corte, perforación, desbaste superficial, ensamblado, etc.

En el caso de la laminación se produce un flujo plástico variable desde la superficie hasta el centro de la chapa. La continuidad del material requiere un acomodamiento entre

las diversas capas deformadas, lo que origina un estado de tensiones residuales caracterizado, en términos generales, por esfuerzos de compresión en la superficie y de tracción en el centro, Figura 1.

La detección de esfuerzos residuales mediante difracción de rayos X, se fundamenta en el hecho de que el material bajo tensiones contiene deformaciones elásticas, las que causan un cambio en los espaciados interplanares de la estructura cristalina. De este modo, los esfuerzos ^{ca}

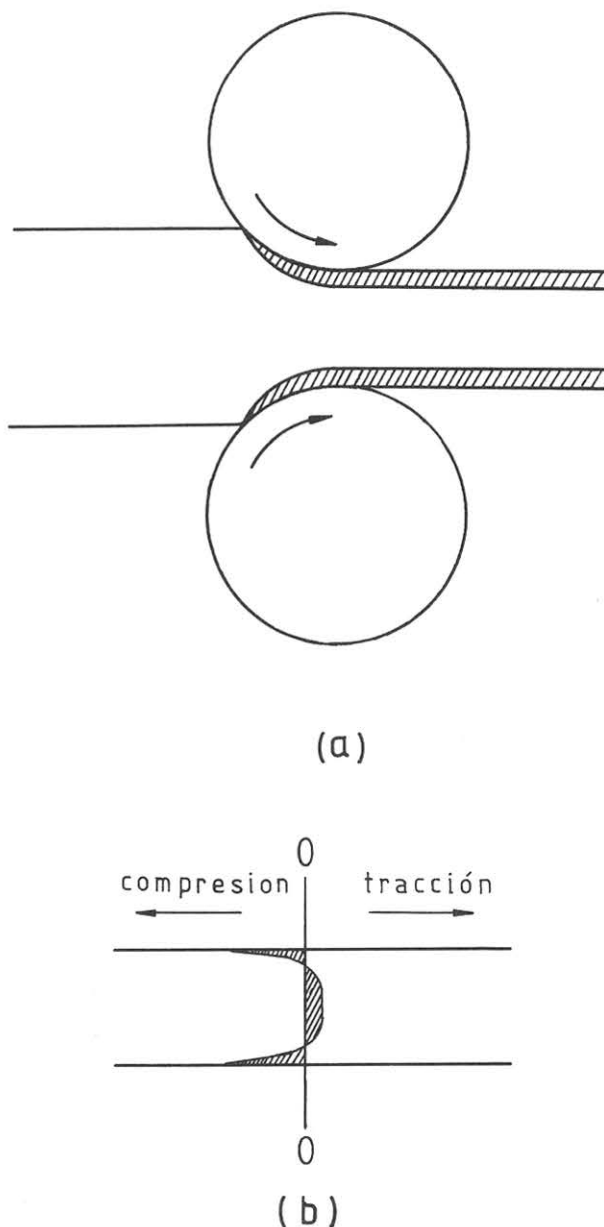


Figura 1. (a) Deformación heterogénea en la laminación de la chapa. (b) Distribución de esfuerzos residuales longitudinales a través del espesor.

cuantifican indirectamente, esto es, midiendo las deformaciones generadas por ellos en las distancias interplanares de la red cristalina. En general, la determinación experimental de los espaciados interplanares, d , procede por aplicación de la ley de Bragg, a través de métodos que se encuentran exhaustivamente descritos en la literatura [5-10].

La presencia de microesfuerzos en un material cristalino causa un ensanchamiento de los máximos de difracción, mientras que los macroesfuerzos resultan en un desplazamiento de esos máximos, con respecto a la posición definida por el sólido libre de tensiones, Figura 2. La técnica de difracción permite cuantificar los esfuerzos sólo en la superficie de la muestra, debido a la alta absorción que sufre el haz de rayos X en el material, lo que limita su penetración a no más de algunas centésimas de milímetro. Si el estado de tensiones del material se define en términos de los esfuerzos principales, σ_1 , σ_2 y σ_3 , las correspondientes deformaciones (principales) se obtienen, de acuerdo a la ley de Hooke para un sólido isótropo, por medio de las siguientes expresiones:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \quad (1)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3)] \quad (2)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \quad (3)$$

donde E = módulo de Young
y ν = razón de Poisson

Dado que en la superficie libre de la chapa el esfuerzo normal a ella, σ_3 por ejemplo, debe ser igual a cero, la ecuación (3) se reduce a:

$$\varepsilon_3 = -\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (4)$$

ε_3 es la deformación elástica según una dirección normal a la superficie de la muestra. Esta deformación se puede expresar en función del espaciado interplanar correspondiente a un plano cristalino aproximadamente paralelo a la superficie:

$$\varepsilon_3 = \frac{d_1 - d_0}{d_0} \quad (5)$$

lo cual indica que el espaciado varía desde un valor d_0 característico del material libre de tensiones, a un valor d_1 propio del sistema tensionado. De las ecuaciones (4) y (5) se puede encontrar, entonces, el estado biaxial de tensiones residuales del sólido:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu} \left[\frac{d_1 - d_0}{d_0} \right] \quad (6)$$

Según esta última ecuación es necesario realizar dos exposiciones de difracción: una a la muestra con esfuerzos residuales, para determinar d_1 , y la otra a la misma muestra libre de esfuerzos, para encontrar el valor de d_0 . El haz de rayos X se hace incidir normalmente a la probeta, de modo que los rayos difractados sean detectados por retrorreflexión sobre una película plana, paralela a la superficie del material en estudio. Es importante seleccionar los planos (hkl) con los mayores índices posibles, de modo que en

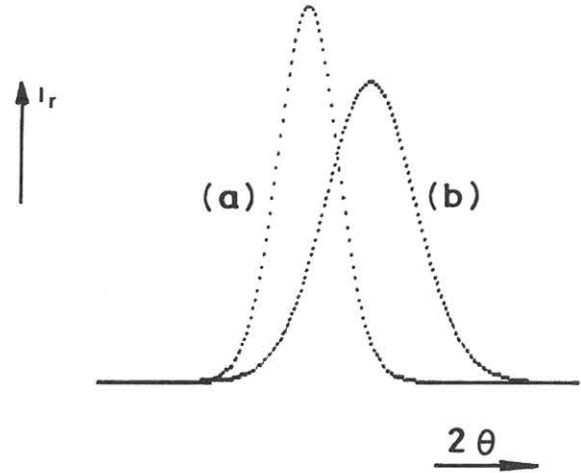


Figura 2. Desplazamiento y ensanchamiento de un máximo de difracción de rayos X debido a la presencia de esfuerzos residuales. (a) Material libre de esfuerzos. (b) Material con esfuerzos, θ = ángulo de reflexión. I_r = intensidad relativa.

condiciones de difracción sus normales se ubiquen lo más cerca posible de la normal a la superficie de la muestra.

Un parámetro que reviste mayor interés que la suma de esfuerzos sobre la superficie, es el esfuerzo resuelto según una determinada dirección, σ_ϕ , el cual se puede obtener por medio de dos fotografías de difracción del material tensionado, una de ellas tomada con el haz perpendicular a la superficie, y la otra con el haz inclinado en un ángulo conocido, ψ , sobre el plano vertical que contiene la dirección de interés, Fig. 3. Los esfuerzos principales σ_1 , σ_2 y σ_3 se suponen respectivamente paralelos a los ejes X, Y y Z de un sistema ortogonal; así los cosenos directores de la dirección ψ , relativos a esos ejes, α_1 , α_2 y α_3 , se pueden expresar en términos de los ángulos ψ y Φ :

$$\alpha_1 = \sin\psi \cdot \cos\Phi \quad (7)$$

$$\alpha_2 = \sin\psi \cdot \sin\Phi \quad (8)$$

$$\alpha_3 = \cos\psi = (1 - \sin^2\psi)^{1/2} \quad (9)$$

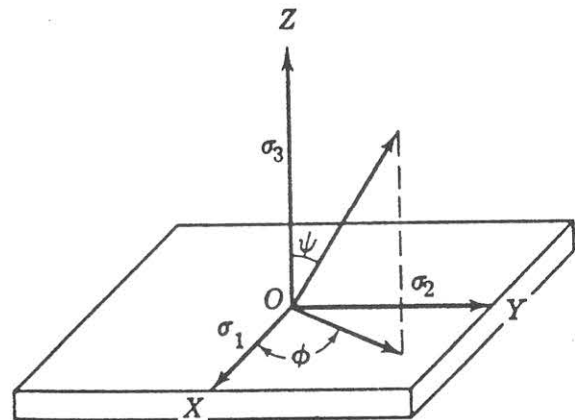


Figura 3. Relaciones angulares para la determinación del esfuerzo según una dirección definida por el ángulo ϕ .

En general, un esfuerzo normal según una determinada dirección en el espacio está dado por:

$$\sigma_n = \sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2 + \sigma_3 \alpha_3^2 \quad (10)$$

Para la deformación elástica rige una ecuación similar:

$$\epsilon_n = \epsilon_1 \alpha_1^2 + \epsilon_2 \alpha_2^2 + \epsilon_3 \alpha_3^2 \quad (11)$$

Reemplazando las ecuaciones (7), (8) y (9) en (10), se obtiene el esfuerzo según la dirección ψ :

$$\sigma_\psi = \sigma_1 (\sin\psi \cos\Phi)^2 + \sigma_2 (\sin\psi \sin\Phi)^2 + \sigma_3 \cos^2\psi \quad (12)$$

Esta expresión se reduce a σ_Φ cuando $\psi = 90^\circ$:

$$\sigma_\Phi = \sigma_1 \cos^2\Phi + \sigma_2 \sin^2\Phi \quad (13)$$

Con el fin de evaluar esta última ecuación a partir de mediciones de deformación mediante difracción, se debe aplicar la ecuación (11) para expresar la deformación en la dirección ψ :

$$\epsilon_\psi = \epsilon_1 (\sin\psi \cos\Phi)^2 + \epsilon_2 (\sin\psi \sin\Phi)^2 + \epsilon_3 \cos^2\psi \quad (14)$$

Sustituyendo ϵ_1 y ϵ_2 de las ecuaciones (1) y (2), y considerando que $\sigma_3 = 0$, la relación (14) se reduce:

$$\epsilon_\psi = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2\Phi + \sigma_2 \sin^2\Phi) \sin^2\psi + \epsilon_3 \quad (15)$$

Reemplazando (15) en (13) resulta finalmente:

$$\sigma_\Phi = (\epsilon_\psi - \epsilon_3) \frac{E}{(1+\nu) \sin^2\psi} \quad (16)$$

con:

$$\epsilon_\psi - \epsilon_3 = \frac{d_\psi - d_0}{d_0} - \frac{d_i - d_0}{d_0} = \frac{d_\psi - d_i}{d_0} \quad (17)$$

Dado que es muy difícil medir d_0 debido a que es prácticamente imposible disponer del material sin tensiones internas, se recurre a la aproximación:

$$\frac{d_\psi - d_i}{d_0} = \frac{d_\psi - d_i}{d_i}$$

con lo cual se logra la expresión final para σ_Φ :

$$\sigma_\Phi = \frac{d_\psi - d_i}{d_i} \cdot \frac{E}{(1+\nu) \sin^2\psi} \quad (19)$$

Los valores de d_i y d_ψ se determinan mediante exposiciones con el haz de rayos X normal a la superficie de la muestra ($\psi = 0^\circ$) e inclinado ($\psi \approx 45^\circ$) respectivamente. La Fig. 4 muestra la correspondiente geometría de reflexión. La distancia entre la película y la zona irradiada, L , se determina con exactitud por medio de un material de referencia, cuya constante reticular sea conocida. Si X_1 y X_2 son las distancias entre el anillo de difracción de referencia y el correspondiente a la muestra, se tiene entonces:

$$S_1 = S_r - X_1$$

$$S_2 = S_r - X_2$$

Normalmente se mide sólo S_1 , ya que la posición de ese lado del diagrama es más sensible a la deformación. Con ese valor se determina el ángulo de difracción, y luego, a través de la ley de Bragg, el espaciado d_ψ .

El cálculo de la magnitud y dirección de los esfuerzos principales requiere dos exposiciones adicionales, las que deben efectuarse con una inclinación de $\psi = 45^\circ$, pero con ángulos Φ diferentes, esto es, $\Phi - \beta$ y $\Phi + \beta$. Los espaciados d_ψ resultantes permiten calcular las componen-

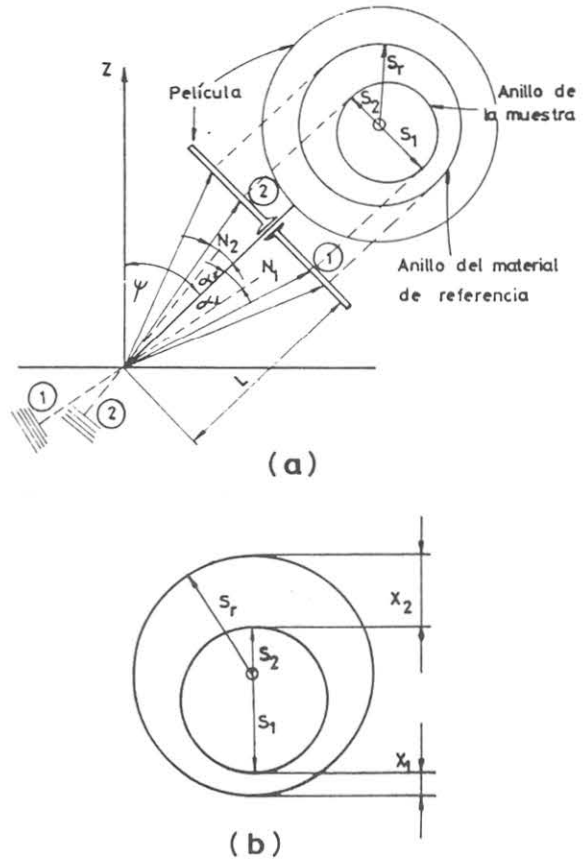


Figura 4. (a) Geometría de difracción para el método de incidencia inclinada. (b) Definición de los anillos de difracción (Debye-Scherrer).

tes de las tensiones sobre la superficie de la chapa, según se señala en la Figura 5. La relación con los esfuerzos principales está dada por (11).

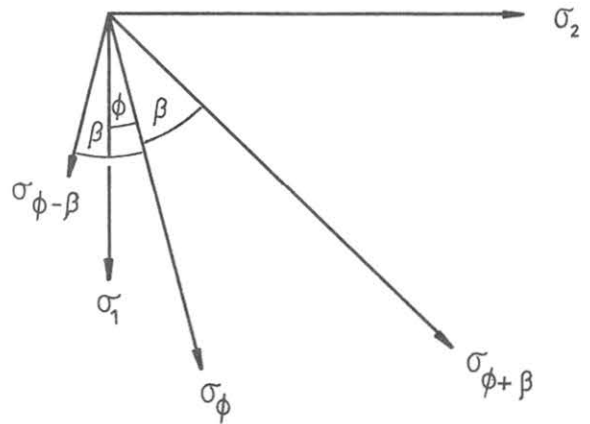


Figura 5. Componentes de las tensiones sobre la superficie de la chapa.

$$\sigma_{\phi} = \frac{1}{2} [\sigma_1 + \sigma_2] + \frac{1}{2} [\sigma_1 - \sigma_2] \cos 2\phi \quad (20)$$

$$\sigma_{\phi+\beta} = \frac{1}{2} [\sigma_1 + \sigma_2] + \frac{1}{2} [\sigma_1 - \sigma_2] \cos 2(\phi + \beta) \quad (21)$$

$$\sigma_{\phi-\beta} = \frac{1}{2} [\sigma_1 + \sigma_2] + \frac{1}{2} [\sigma_1 - \sigma_2] \cos 2(\phi - \beta) \quad (22)$$

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las muestras utilizadas en los experimentos de difracción se obtuvieron a partir de un acero SAE 1010 recristalizado, con un tamaño de grano correspondiente al # 7 de las normas ASTM. Se cortaron 11 trozos de una platina de 15,45 mm de espesor, los que fueron luego deformados en frío mediante un laminador JOLIOT con rodillos de 130 mm de diámetro. De esta manera se logró una serie de probetas con reducciones desde 10 hasta 90,68%, a intervalos de aproximadamente 10% entre una y otra. Con el fin de exponer una superficie adecuada al haz de rayos X, cada muestra se sometió, en primer lugar, a pulido mecánico, y luego a ataque químico para remover cualquier distorsión causada por el proceso de pulido.

Como etapa previa a la ejecución de los diagramas de difracción, se llevó a cabo una serie de difractogramas para visualizar en forma rápida y cualitativa el desplazamiento y ensanchamiento de los máximos de difracción debido a la magnitud de los esfuerzos residuales en las láminas. Esos experimentos se efectuaron con un difractómetro de polvos tipo HILGER & WATTS, modelo Y-144.

Los diagramas de difracción se tomaron con una cámara tipo Laue de retrorreflexión, para captar los anillos de Debye de máximos índices (hkl); la detección del cono de radiación se obtuvo sobre película plana, ubicada a una distancia L de la muestra, como se ilustra en la Fig. 6. Para calibrar la distancia L normalmente se recomienda depositar una delgada capa de Au u otro material de referencia (estándar interno) sobre la superficie por analizar, de tal

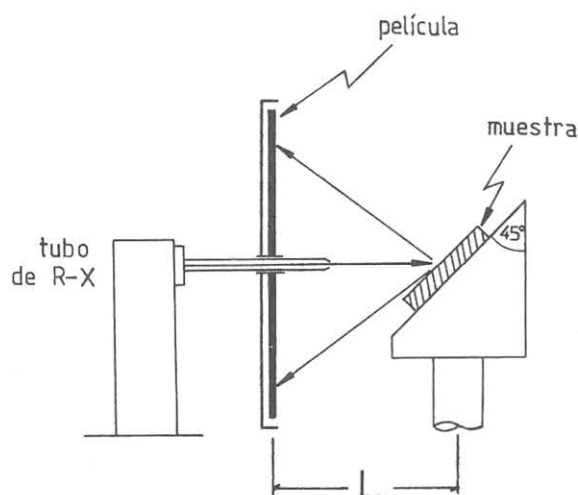


Figura 6. Arreglo experimental para obtener los diagramas de retrorreflexión.

modo que el anillo de difracción obtenido permita calcular con precisión dicha distancia a través de un parámetro reticular conocido. En este trabajo se intentó usar un depósito de Cu, formado por ataque de la superficie con solución de sulfato de cobre; los resultados, sin embargo, no fueron satisfactorios por cuanto la película de Cu originó anillos difusos, difíciles de medir en forma precisa. Como alternativa se recurrió, en consecuencia, a cobre recristalizado como patrón de referencia (estándar externo), obteniéndose en ese caso resultados positivos. Con cada una de las muestras se efectuaron exposiciones con incidencia normal del haz ($\psi = 0$) y con incidencia inclinada ($\psi = 45^\circ$). Para este último montaje se consideraron las direcciones de laminación, DL ($\phi = 0$), transversal, DT ($\phi = 90^\circ$) y oblicuas ($\psi = \pm 45^\circ$). Las condiciones óptimas de operación fueron las siguientes:

Radiación	: Cr K_{α} ($\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$)
Filtro	: Vanadio
Voltaje	: 35 kV
Corriente	: 18 mA
Colimador	: 0,5 mm Φ
Tiempo de exposición	: 35 min.
Película	: STRUCTURIX D-10

Las líneas de difracción seleccionadas para realizar los diagramas de Laue, fueron aquellas de mayor intensidad compatible con el mayor ángulo de reflexión, cuyos parámetros experimentales, detallados a continuación, se calcularon con ayuda del programa LAZY-PULVERIX (12):

Material	hkl	d (\AA)	I	$2\theta^\circ$
Fe	211	1,1702	100	156,10
Cu	220	1,2782	71	127,18

I: intensidad relativa (escala 0-100).

Con el propósito de proceder a una medición lo más exacta posible de las distancias entre anillos de difracción sobre la película, se hizo uso de la técnica de microdensitometría óptica de barrido (13); este método permite fijar claramente el centro geométrico de cada línea, a pesar de la dificultad que significa el ensanchamiento debido a la presencia de esfuerzos residuales en el material. En la Fig. 7 se reproduce el densitograma de una de las muestras en estudio, obtenido mediante un microdensitómetro JOYCE-LOEBL.

RESULTADOS

Para efectos del cálculo de los esfuerzos residuales, de acuerdo a las expresiones establecidas anteriormente, se consideraron los siguientes valores para las constantes elásticas del acero:

$$E = 2,054 \times 10^5 \text{ MPa}$$

$$\nu = 0,28$$

El experimento realizado con incidencia normal del haz de rayos X, para determinar la suma de esfuerzos principales sobre la superficie de la chapa originó los resultados

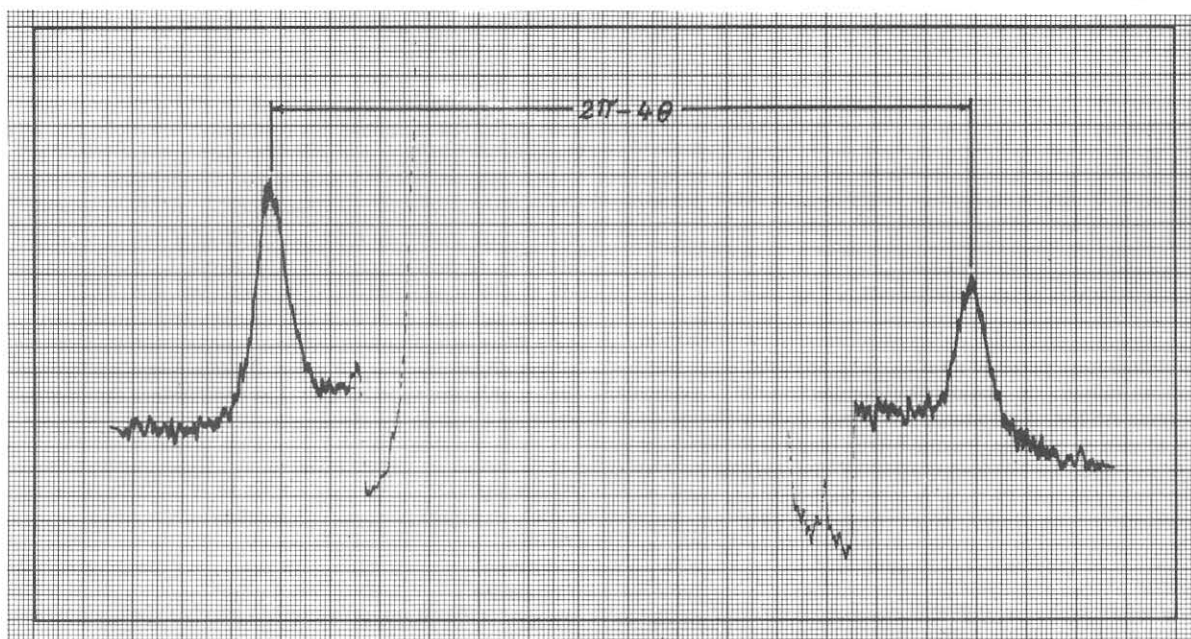


Figura 7. Densitograma óptico de barrido correspondiente a la muestra N° 2 ($\sigma_1 + \sigma_2$), con incidencia normal del haz de rayos X.

contenidos en la Tabla 1. Los espaciados interplanares se calcularon mediante la ley de Bragg, $d_1 = \lambda/2\sin\theta$, con $\lambda = 2,28962 \text{ \AA}$. A su vez, las magnitudes de la suma de esfuerzos principales se determinaron según la ecuación (6); para efectos del espaciado de referencia, d_0 , se consideró el parámetro reticular estándar del hierro a 298° K ($a_0 = 2,8664 \text{ \AA}$) resultando, así, el valor de $2,8664/\sqrt{6} = 1,1702 \text{ \AA}$ para la línea (211).

Tabla 1
SUMA DE ESFUERZOS PRINCIPALES
SOBRE LA SUPERFICIE DE LA CHAPA

Muestra N°	Red. (%)	$\sigma_1 + \sigma_2$ (MPa)
1	10,03	+ 191
2	20,06	- 113
3	30,42	- 231
4	40,77	- 281
5	50,48	- 315
6	60,19	- 321
7	70,22	- 335
8	79,61	- 343
9	83,50	- 347
10	88,35	- 349
11	90,61	- 367

La Tabla 2 detalla los valores de los esfuerzos residuales según las direcciones de laminación (DL) y transversal (DT), calculados por medio de la ecuación (19), considerando una inclinación de la superficie de la muestra con respecto al haz incidente, de 45° . La ecuación se evaluó aplicando los valores de d_1 , y los de d_0 determinados de acuerdo al radio menor (S_1) según lo señalado en la Figura 4(b).

Tabla 2
ESFUERZOS RESIDUALES SEGÚN LAS
DIRECCIONES DE LAMINACIÓN Y
TRANSVERSAL

Muestra N°	Red (%)	σ_{DL} (MPa)	σ_{DT} (MPa)
1	10,03	+ 104	+ 38
2	20,06	+ 196	+ 16
3	30,42	+ 15	+ 121
4	40,77	- 25	- 143
5	50,48	- 44	- 209
6	60,19	- 73	- 251
7	70,22	- 88	- 258
8	79,61	- 116	- 267
9	83,50	- 134	- 272
10	88,35	- 151	- 264
11	90,61	- 178	- 292

A continuación, con las mismas condiciones de operación señaladas anteriormente, se tomaron diagramas de difracción para posibilitar la medición de esfuerzos residuales a lo largo de las direcciones diagonales, esto es, a -45° y $+45^\circ$ con respecto a la dirección de laminación. La cuantificación de los esfuerzos resultantes en esas direcciones, y su dependencia de la deformación, se incluyen en la Tabla 3. Para el cálculo de estos esfuerzos se tomó en consideración, nuevamente, el valor de d_1 correspondiente a cada una de las deformaciones dadas en la Tabla 1.

Finalmente, para proceder al cálculo de las tensiones principales (σ_1, σ_2) sobre la superficie de las probetas, se hizo uso de las ecuaciones (20), (21) y (22); para estos efectos se supuso $\sigma_\phi = \sigma_{DL}$ y $\beta = 45^\circ$ con respecto a DL, resultando, entonces, la disposición de esfuerzos indicada

Tabla 3
ESFUERZOS RESIDUALES SEGÚN
LAS DIRECCIONES DIAGONALES

Muestra N°	Red. (%)	σ_{-45} (MPa)	σ_{+45} (MPa)
1	10,03	+ 77	+ 80
2	20,06	- 51	- 40
3	30,42	- 97	- 112
4	40,77	- 115	- 130
5	50,48	*	*
6	60,19	- 119	- 196
7	70,22	- 152	- 191
8	79,61	- 160	- 195
9	83,50	- 166	- 205
10	88,35	- 177	- 211
11	90,61	- 178	- 221

*No se efectuó el experimento por muestra defectuosa.

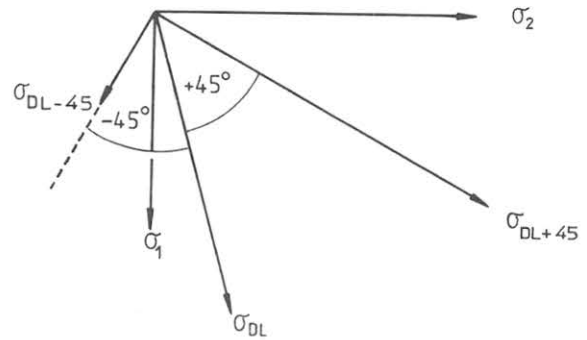


Figura 8. Disposición de esfuerzos residuales según la dirección de laminación (DL) y direcciones oblicuas (DL + 45°).

en la Figura 8. Luego, la resolución del sistema de ecuaciones bajo tales restricciones permite definir las expresiones para σ_1 , σ_2 y ϕ =

$$\sigma_1 = \frac{1}{2} \left\{ \sigma_{DL+45} - \sigma_{DL-45} + \left[(\sigma_{DL+45} + \sigma_{DL-45} - 2\sigma_{DL})^2 + (\sigma_{DL-45} - \sigma_{DL+45})^2 \right]^{1/2} \right\} \quad (23)$$

$$\sigma_2 = \frac{1}{2} \left\{ \sigma_{DL+45} - \sigma_{DL-45} - \left[(\sigma_{DL+45} + \sigma_{DL-45} - 2\sigma_{DL})^2 + (\sigma_{DL-45} - \sigma_{DL+45})^2 \right]^{1/2} \right\} \quad (24)$$

$$\tan 2\phi = \frac{\sigma_{DL-45} - \sigma_{DL+45}}{\sigma_{DL-45} + \sigma_{DL+45} - 2\sigma_{DL}} \quad (25)$$

Las ecuaciones (23), (24) y (25) se resuelven aplicando los valores de los esfuerzos contenidos en las Tablas 2 y 3. Los resultados se presentan en la Tabla 4, la cual incluye, además, el ángulo ϕ , que define la dirección de σ_1 (y por lo tanto de σ_2) con respecto a la dirección de laminación.

Tabla 4
ESFUERZOS PRINCIPALES SOBRE
LA SUPERFICIE DE LA LÁMINA

Muestra N°	Red. (%)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	ϕ (°)
1	10,03	52	104	1,97
2	20,06	- 130	37	1,94
3	30,42	- 194	- 15	2,31
4	40,47	- 220	- 24	2,20
5	50,48	—	—	—
6	60,19	- 250	- 64	12,24
7	70,22	- 258	- 85	6,50
8	79,61	- 248	- 113	8,83
9	83,50	- 243	- 126	10,21
10	88,50	- 239	- 148	10,89
11	90,61	- 229	- 170	12,94

DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

Un análisis global de los resultados presentados en las tablas anteriores, indica que los esfuerzos residuales inducidos en el acero de bajo carbono, por laminación en frío,

son esfuerzos de compresión para deformaciones sobre 15 a 20% de reducción, y de tracción para valores inferiores a ese rango. Las Figuras 9, 10, 11 y 12 ilustran las curvas de variación de los diversos tipos de esfuerzos determinados experimentalmente, en términos de los porcentajes de reducción. La suma de tensiones principales experimenta un rápido incremento en el rango de 10 a 40% de reducción, suavizándose luego en forma asintótica a mayores porcentajes de deformación. Un comportamiento similar ocurre con los esfuerzos según las direcciones diagonales ($DL \pm 45^\circ$), aunque menos marcado en cuanto a las magnitudes, ya que en este caso se trata de tensiones individuales. El resto de los esfuerzos graficados manifiesta un aumento gradual en todo el rango de deformaciones, con la excepción de σ_1 , cuyos valores experimentan un incremento más

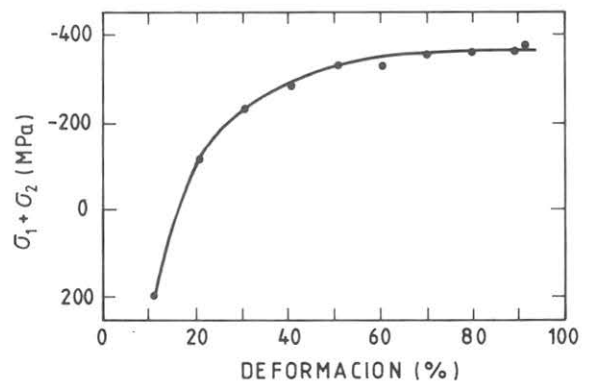


Figura 9. Suma de esfuerzos residuales principales versus deformación.

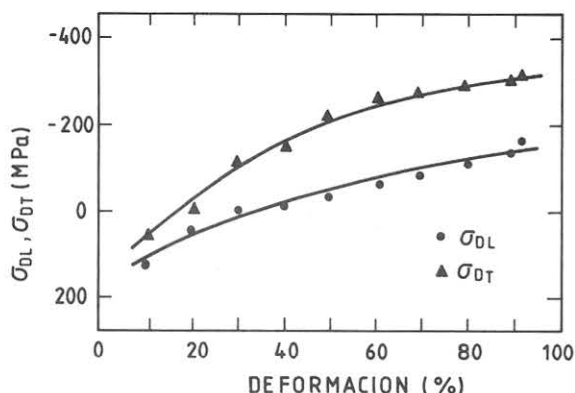


Figura 10. Esfuerzos residuales longitudinales y transversales versus deformación.

pronunciado en el intervalo de 10 a 30% de reducción. Dado a que el material no sometido a deformación en frío debe presentar un estado de tensiones residuales aproximadamente nulo, todas las curvas deben incluir un mínimo relativo, correspondiente a esfuerzos de tracción, en el rango bajo 20% de reducción; la comprobación de dicha característica se puede lograr sólo mediante una serie de mediciones estrechamente distanciadas en ese intervalo, lo cual no se consideró para efectos del presente estudio por requerirse de equipamiento de mayor precisión, esto es, capaz de operar en el orden de milésimas de grado en la variación del ángulo de difracción.

El estado de esfuerzos residuales de compresión descrito guarda estrecha relación con la diferencia del límite de fluencia entre los granos de la superficie y los del interior de la lámina. En efecto, las restricciones impuestas a los granos superficiales e interiores por el proceso de laminación son diferentes, de tal modo que los primeros exhiben un menor esfuerzo de fluencia en comparación con los segundos. Este comportamiento característico del material se traduce en esfuerzos de compresión sobre la superficie al retirarse la carga por alivio elástico de las capas subyacentes. Durante la deformación plástica se mantiene, a su

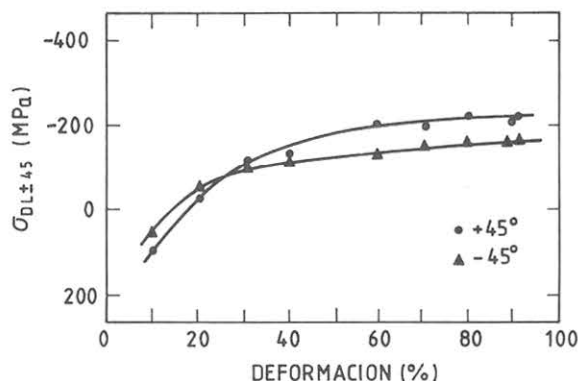


Figura 11. Esfuerzos residuales diagonales versus deformación.

vez, una estrecha relación entre el límite de fluencia (endurecimiento por deformación) de los diferentes granos y el nivel de esfuerzos residuales inducidos en el metal, ya que aquéllos interactúan con el campo de esfuerzos de las dislocaciones, imponiendo, así, barreras a su movimiento durante el flujo plástico.

El endurecimiento parabólico que ocurre cuando un metal o aleación con estructura BCC se deforma plásticamente tiene su origen en un fenómeno de recuperación dinámica, durante el cual la velocidad de endurecimiento disminuye debido a un mayor deslizamiento cruzado de dislocaciones helicoidales. Si se define un coeficiente de resistencia residual, $Kr = d\sigma_r/d\epsilon$, esto es, la pendiente de la curva de esfuerzo residual en función del porcentaje de reducción en frío, se comprueba que Kr disminuye rápidamente con el aumento de deformación, alcanzando valores relativamente bajos para reducciones sobre 40% según se describe en la Figura 13. Esto significa que a bajas deformaciones, las sollicitaciones externas aplicadas durante la laminación no son lo suficientemente grandes como para inducir en forma apreciable una interacción entre las dislocaciones creadas durante la reducción plástica; se explica así el hecho de que Kr muestre valores elevados bajo 40% de deformación.

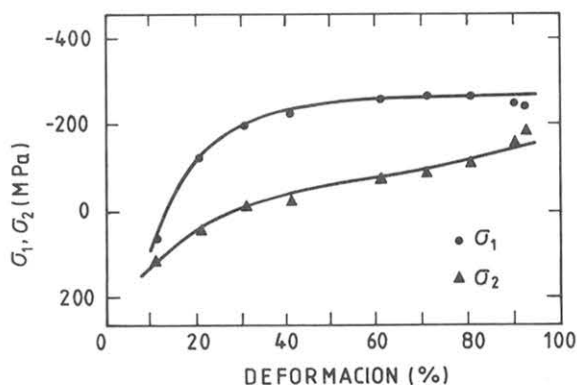


Figura 12. Esfuerzos residuales principales versus deformación.

El proceso de recuperación dinámica depende también de la orientación de cada grano con respecto a la geometría de la deformación. Así, Calman y Clews [14] concluyen de su clásico trabajo teórico al predecir texturas originadas por medio de deformación plástica, que las orientaciones preferenciales pueden disminuir la variación de tensiones residuales. Dado que los aceros de bajo carbono laminados en frío presentan la primera evidencia de texturas sobre 50% de reducción [15, 16], resulta justificable el bajo valor de Kr encontrado para deformaciones sobre ese límite. En algunos materiales con estructura cúbica y texturas muy marcadas, sin embargo, se han detectado oscilaciones apreciables en los valores de los esfuerzos residuales [17]. Un estudio riguroso de la relación entre el mecanismo de recuperación dinámica y la inducción de esfuerzos residuales en el acero, plantea la necesidad de complementar el método de la doble exposición, ya que al considerar los

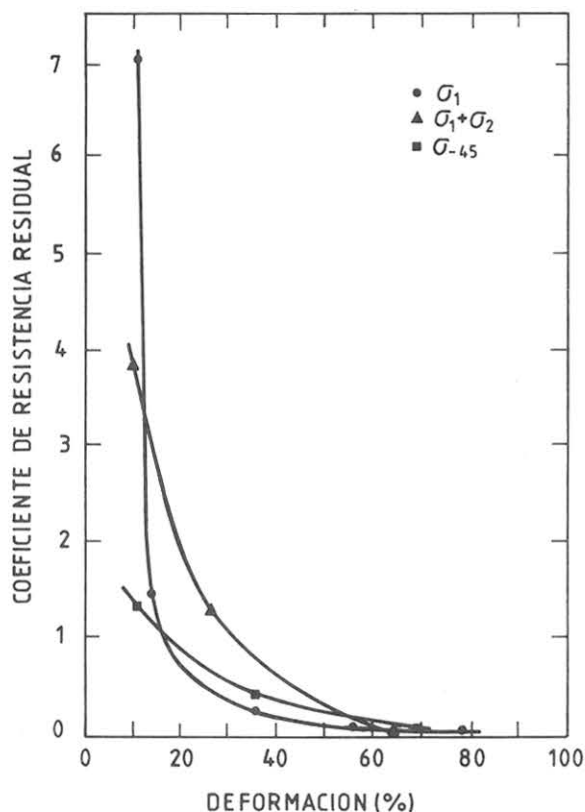


Figura 13. Coeficiente de resistencia residual versus deformación.

aspectos relativos a arreglos de dislocaciones, se deben tomar también en cuenta los micro esfuerzo residuales que afectan a la aleación. El método aplicado supone que el espaciado d_{ψ} y, consecuentemente ϵ_{ψ} , varían linealmente con $\sin^2\psi$, por lo cual resulta posible determinar experimentalmente el estado de tensiones residuales, fijando sólo dos valores para el ángulo ψ (0 y 45°). Hay evidencia experimental [18-20] de que la variación de d_{ψ} versus $\sin^2\psi$ sufre una desviación de la linealidad, en mayor o menor grado, según la magnitud de la deformación plástica. Al respecto se postula, en términos generales, que la desviación de la dependencia lineal se debe a la presencia de micro tensiones residuales, cuya distribución y magnitudes se pueden investigar mediante técnicas modernas de análisis de forma de los máximos de difracción [21-25].

No obstante lo anteriormente expuesto, investigaciones recientes [26] señalan que la linealidad de la relación d_{ψ} versus $\sin^2\psi$, basada en sólo una reflexión, no aporta evidencia suficiente para comprobar la prevalecencia de macroesfuerzos. En particular, las variaciones experimentadas al utilizar la línea (211) no entregan gran información al respecto, ya que las desviaciones pueden ser causadas tanto por anisotropía elástica como por concentración de micro deformaciones. Es posible asegurar la ocurrencia de micro esfuerzos mediante el uso de las reflexiones (200) y (222), por cuanto en este caso la no linealidad de la

relación en discusión debe su origen solamente a microesfuerzo residuales.

En lo referente a la anisotropía de las constantes elásticas, es indudable que el error cometido en la determinación de macroesfuerzos residuales por la técnica de difracción de rayos X se puede minimizar si se consideran los valores reales de E y ν para cada reflexión en estudio. En el presente trabajo se utilizó un valor promedio de $0,062 \times 10^{-4} \text{ (MPa)}^{-1}$ para la expresión $(1 + \nu)/E$, el cual se encuentra cercano al valor correspondiente a la dirección [211] del hierro α .

Como conclusión final cabe afirmar que el método de la doble exposición resulta adecuado para proceder a la determinación de esfuerzos residuales en metales y aleaciones, en el entendido de que la precisión de los resultados depende principalmente de la certeza en la medición de las líneas de difracción. La aplicación de densitometría óptica de barrido en este estudio ha permitido afinar los valores resultantes, en relación con aquellos obtenidos en un trabajo anterior [27], en el cual se estimó visualmente la posición de las líneas en los diagramas de difracción.

AGRADECIMIENTOS

El autor expresa su reconocimiento al European Southern Observatory (ESO) por haber facilitado gentilmente el uso de su laboratorio de densitometría óptica en las instalaciones de La Silla.

REFERENCIAS

1. *X-Ray Stress Analyzer Application Report*, Rigaku Corporation (1983).
2. RUUD, C.O. J. *Metals*, 33, 35-40 (1981).
3. RENDLER, N.J. & VIGNESS, I. *Exp. Mechanics*, 6, 577-586 (1966).
4. CRECRAFT, D.I. *Ultrasonics*, 4, 117-121 (1968).
5. GARDNER, C.G. *Proc. Workshop Nondestructive Eval. Res. Stress*, NTIAC-76-2, pp. 211-217, (1975).
6. RUUD, C.O.J. *Metals*, 31, 10-15, (1979).
7. PANGBORN, R.N., WEISSMANN, S. & KRAMER, I.R. *Met. Trans.* 12A, 109-120, (1981).
8. AZÁROFF, L.V. *Elements of X-Ray Crystallography*. New York: McGraw-Hill (1968).
9. KLUG, M.P. & ALEXANDER, L.E., *X-Ray Diffraction Procedures*. New York: John Wiley (1974).
10. CULLITY, B.D. *Elements of X-Ray Diffraction*. Reading: Addison-Wesley (1978).
11. BARRETT, C. & MASSALSKI T. *Structure of Metals*. New York: McGraw-Hill, (1966).
12. YVON, K., JEITSCHKO, W. & PARTHÉ, E.J. *APPL. Cryst.* 10, 73-74, (1977).
13. LINDQVIST, O. en *Computing in Crystallography*, Ed. Indian Academy of Sciences, p. 4. 01-4.17, (1980).
14. CALNAN, E.A. & CLEWS, C.J.B., *Phyl. Mag.* 42, 616 (1951).
15. RICHARDS, P.N. & ORMAI, M.K. *Met. Soc. AIME*, 245, 715-723, (1969).
16. RAMÍREZ, R., GARÍN, J. & ROJAS, R. *Contribuciones Científicas y Tecnológicas USACH*, 42, 5-16, (1980).
17. DÖLLE, H. & COHEN, J.B. *Met. Trans.* 11A, 831-836, (1980).

18. MARION, R.H. & COHEN, J.B.J. *Appl. Cryst.* 8, 430-435, (1975).
19. MARION, R.H. & COHEN, J.B. *Advances in X-ray Analysis*, Vol. 20, pp. 355-367, (1977).
20. DÖLLE, H. & COHEN, J.B. *Met. Trans.* 11A, 159-164, (1980).
21. SMITH, T.M. & HOUSKA, C.R. *Computer Program for Line Shape Analysis of X-Ray Diffraction Peaks*. Department of Materials Engineering, Virginia Polytechnic Institute and State University, (1980).
22. NAIDU, S.V.N. & HOUSKA, C.R. *J. Appl. Cryst.* 15, 190-198, (1982).
23. HOWARDS, S.A. & SNYDER, R.L. *Advances in X-Ray Analysis*, Vol. 26, pp. 73-80, (1982).
24. RAO, S. & HOUSKA, C.R. *Acta Cryst.*, A42, 14-19, (1986).
25. BRAKMAN, C.M. *J. Appl. Cryst.*, 20, 479-487, (1987).
26. HAUKE, V., KRUG, W.K., OUDELHOVEN, R.W.M. & PINTSCHOVUS, L.Z. *Metallkunde*, 79, 159-163, (1988).
27. GARÍN, J. & QUEVEDO, H. *Anales Segundo Congreso Nacional de Metalurgia*, Universidad de Concepción, pp. 489-504, (1981).